

ЛИВАРНЕ ВИРОБНИЦТВО

УДК 621.746.62:669.189

© Скребцов А.М.¹, Федосов А.В.², Пашук Д.В.³, Качиков А.С.⁴

О ФОРМИРОВАНИИ ПОПЕРЕЧНЫХ ТРЕЩИН НА ПОВЕРХНОСТИ НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ЗАГОТОВОК, ОТЛИВАЕМЫХ ИЗ ПЕРИТЕКТИЧЕСКИХ МАРОК СТАЛЕЙ

Рассмотрены механизмы образования поперечных трещин на поверхности непрерывнолитых заготовок в интервале температур разливки. Проведен анализ факторов, оказывающих существенное влияние на трещиночувствительность сталей перитектического класса. Предложен ряд общих рекомендаций по уменьшению вероятности образования поверхностных трещин.

Ключевые слова: непрерывнолитой слиток, перитектическое преобразование, поверхностная трещина, граница зерна, относительное удлинение, неметаллические включения.

Скребцов О.М., Федосов А.В., Пашук Д.В., Качиков А.С. Про формування поперечних тріщин на поверхні безперервнолитих заготовок, що відливаються з перитектичних марок сталей. Розглянуто механізми утворення поперечних тріщин на поверхні безперервнолитих заготовок в інтервалі температур розливання. Проведено аналіз факторів, що роблять істотний вплив на тріщиночутливість сталей перитектичного класу. Запропоновано ряд загальних рекомендацій щодо зменшення ймовірності утворення поверхневих тріщин.

Ключові слова: безперервнолитий злиток, перитектичне перетворення, поверхнева тріщина, кордон зерна, відносне подовження, неметалеві включення.

O.M. Skrebcev, A.V. Fedosov, D.V. Paschuk, A.S. Kachikov. On formation of transverse cracks on the strand surface of peritectic steels. Based on the analysis of the extensive literature a mechanism for the formation and development of transverse cracks on the surface of slab billets of cast peritectic steels has been displayed. Hot cracking of the complex properties of cast steel - crystallization temperature range, the casting shrinkage, strength and ductility at high temperatures. Peculiarities of steel ingots peritectic solidification in the crystallizer can give rise to a number of weakened localities («healed» hot microcracks «hooks», metal in the form of coarse oscillation marks), which in their turn act as nucleation transverse cracks nucleation. Analysis of the various mechanisms of the formation of the transverse surface cracks made it possible to offer a series of recommendations to reduce the probability of fracturing: a) to optimize the chemical composition of the steel in order to obtain the lowest possible temperature end δ - γ conversion in the range of existence of the single-phase austenite region existence, b) to minimize the content of harmful impurities (sulfur phosphorus, nitrogen, non-ferrous metals) in the molten steel and alloying elements, the presence of which negatively affects the mechanical properties of the steel at high temperatures; c) to provide a stable heat removal from the crust of the ingot that does not make it possible to form coarse macrogranular structure; g) to provide the conditions for the formation of large inclusions and uniform distribution in the matrix metal; d) to prevent deformation of continuous casting at temperatures with lower plastic properties.

¹ д-р техн. наук, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

² канд. техн. наук, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь

³ ведущий инженер, ПАО «МК «Азовсталь», г. Мариуполь

⁴ аспирант, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, aleksej.sergeevich@mail.ru

Keywords: *continuous cast ingot peritectic transformation, surface cracking, grain boundary, the elongation, non-metallic inclusions.*

Постановка проблеми. Повышение качества непрерывнолитых заготовок за счет уменьшения поверхностных и внутренних трещин – одна из важнейших задач снижения себестоимости металлопродукции и повышения ее конкурентоспособности. Эта проблема сохраняет актуальность благодаря непрерывному повышению требований к качеству продукции, что требует от исследователей поиск новых решений и более глубокого изучения процессов формирования непрерывнолитых заготовок.

Анализ последних исследований и публикаций. За последние 30 лет вопросу повышения качества поверхности непрерывнолитого металла посвящен большой объем исследований. При этом отдельное внимание уделяется проблеме образования поперечных, в том числе угловых, трещин.

Ряд работ [1, 2] направлен на создание конструкций слябовых кристаллизаторов с улучшенной формой поперечного сечения. Для этого углы кристаллизатора выполняют с закруглениями или фасками, что позволяет формировать равномерное тепловое поле по периметру затвердевающей корочки заготовки и существенно улучшить качество ее макроструктуры.

В работе [3] решается задача разработки режимов охлаждения ЗВО МНЛЗ с целью оптимизации теплового состояния металла кромок слябовых заготовок в районе загиба и разгиба ручья МНЛЗ. Показано, что применение мягких режимов охлаждения кромок слябовых заготовок позволяет уменьшить пораженность поверхности слябов поперечными ребровыми трещинами до 30%.

В работе [4] подробно рассмотрен вопрос о влиянии химического состава перитектических марок сталей на качество отливаемых из них слябов. В работе приводятся рекомендации по корректировке химического состава сталей в пределах марочного, позволяющие уменьшить объем зачистки слябов. Так, изменение содержания углерода с 0,13-0,14% до 0,11-0,12% приводит к увеличению объема зачистки до 1,5 раз. Отношение Mn/S также имеет оптимальное значение, при котором наблюдается минимальный объем зачистки слябов.

Таким образом, решения, применяемые для уменьшения пораженности поверхности слябов поперечными трещинами, охватывают всю технологическую цепочку производства непрерывнолитых заготовок, что свидетельствует о комплексном характере рассматриваемой проблемы. Поиск новых решений или усовершенствование уже применяемых подходов требует глубокого анализа механизма формирования и развития поперечных трещин на поверхности слябовых заготовок.

Цель статьи – сформировать феноменологическую модель формирования и развития поперечных трещин на поверхности слябовых заготовок, отливаемых из перитектических марок сталей.

Изложение основного материала. Трещины, в процессе непрерывной разливки, могут образовываться в достаточно широком температурном диапазоне. Начиная с момента формирования жесткого кристаллического каркаса при доле твердой фазы 0,7–0,9 (в зависимости от химического состава стали) и заканчивая температурами завершения полиморфных превращений. Однако, в зависимости от температуры, механизмы образования трещин существенно отличаются. Выделяют, как минимум, два интервала повышенной трещиностойкости, в пределах которых могут действовать четыре механизма трещинообразования.

Первый, верхний температурный интервал хрупкости находится в области температуры солидус и характеризуется низкими значениями прочности и пластичности кристаллического каркаса. В этом интервале даже небольшие растягивающие усилия могут приводить к нарушению сплошности металла и формированию «горячих» трещин. Последние часто формируются по ослабленным границам зерен или дендритов. Далее, являясь концентраторами напряжений, они могут развиваться, поражая поверхность слитка. По результатам металлографических исследований поверхность трещин, имеющих выход наружу, сильно окислена, а металл возле трещины сильно обезуглерожен.

Из опыта литейного производства известно, что образование горячих трещин зависит от комплекса свойств разливаемой стали – температурного интервала кристаллизации, литейной усадки, прочности и пластичности в областях высоких температур [5]. Этот комплекс свойств в

первую очередь определяется химическим составом стали, при этом наибольшее влияние оказывает содержание серы, фосфора и углерода.

График влияния углерода на трещиностойкость металла представлен на рисунке 1 в сопоставлении с высокотемпературным участком диаграммы железо-углерод [5]. Трещиностойкость выражается в виде расчетных величин полного относительного удлинения и его пластической составляющей [6] и в виде экспериментальных точек, отражающих условный индекс трещинообразования. Экспериментальные данные получены в условиях непрерывной разливки слабовых заготовок на ПАО «МК «Азовсталь» [7].

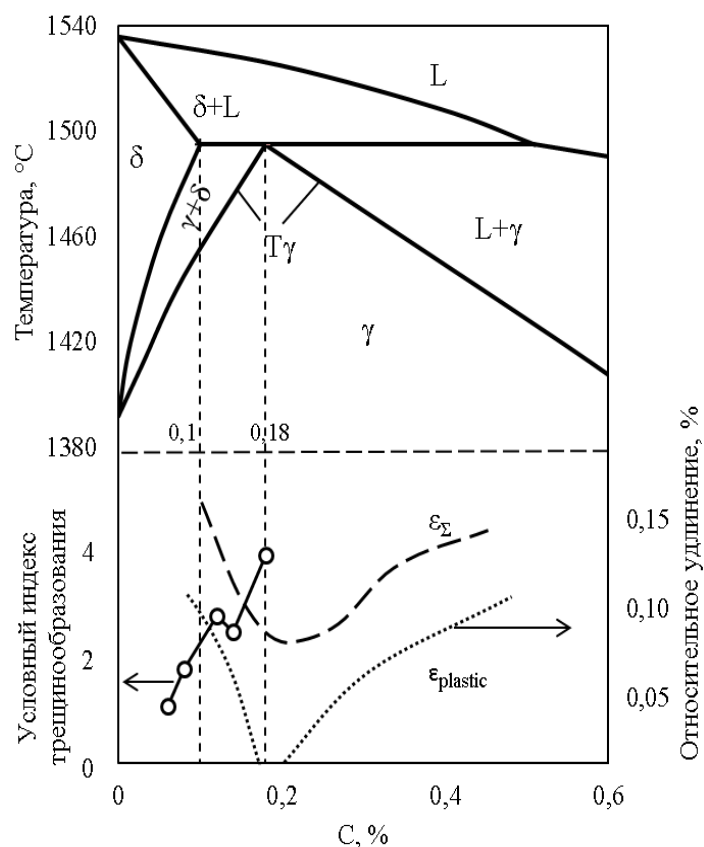


Рис. 1 – Трещиностойкость стали в зависимости от содержания углерода

Из графиков видно, что максимум трещиностойкости приходится на стали перитектического класса с содержанием углерода 0,17-0,20%. Следует отметить, что в работах разных авторов пиковые значения трещиностойкости приходятся на различное содержание углерода в стали, но в целом охватывают диапазон от 0,1 до 0,2% [6, 8-10]. Это связано с отличием методик проведения экспериментов и различным содержанием примесей и легирующих элементов в испытуемых образцах, что приводит к дрейфу эвтектической точки. Тем не менее очевидно, что основной причиной повышения трещиностойкости сталей с содержанием углерода в рассматриваемом диапазоне является перитектическая реакция.

Из диаграммы железо-углерод (рисунок 1) перитектическая реакция ($L + \delta \rightarrow \gamma$) без остатка жидкой фазы протекает в интервале содержания углерода от 0,10 до 0,18%. В области температуры перитектического превращения могут существовать три фазы $L + \delta + \gamma$, ниже этой температуры происходит трансформация δ -железа в γ -железо в полностью затвердевшем состоянии. Полиморфное превращение из объёмноцентрированной структуры δ -железа в гранецентрированную γ -железа сопровождается резким уменьшением объема, что значительно увеличивает величину термических напряжений и, как следствие, увеличивается трещиностойкость стали. Однако, $\delta - \gamma$ трансформация имеет место в полностью затвердевшем металле и при содержании углерода менее 0,10%. Следовательно, проблема повышенной трещиностойкости перитектических сталей связана не только с собственно полиморфным превра-

щением, а, в большей степени, с температурной областью протекания этого превращения. Из диаграммы железо-углерод, хорошо видно резкое увеличение температур начала и конца $\delta - \gamma$ преобразования и приближение их значений к температуре солидус при увеличении содержания углерода до значений 0,18%. При содержании углерода в пределах 0,10-0,18% С $\delta - \gamma$ трансформация происходит в трехфазном состоянии ($L + \delta + \gamma$), то есть в области верхнего температурного интервала хрупкости, характеризующегося минимальной прочностью твердого кристаллического каркаса. На рисунке 2 наглядно представлено резкое уменьшение как пластических, так и прочностных свойств стали в области температур солидус. Таким образом, в основе первого механизма формирования трещин сталей перитектического класса лежит сочетание высоких значений напряжений, возникающих в результате резкого изменения объема при $\delta - \gamma$ преобразовании, и низких механических свойств затвердевающей стали в области температуры солидус.

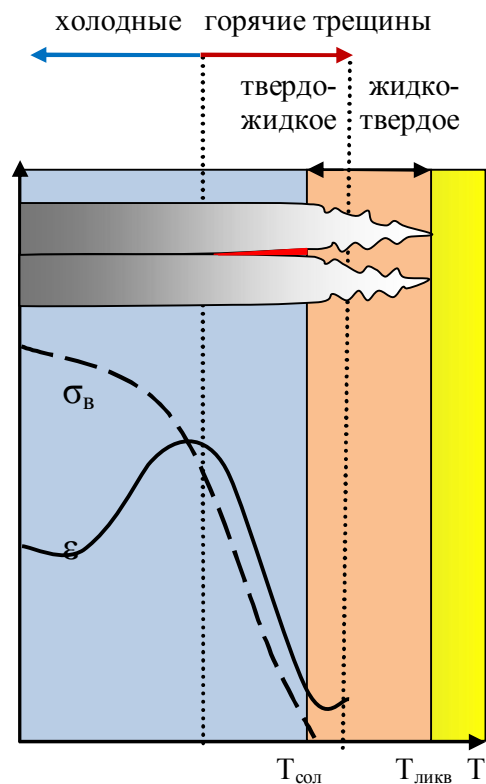


Рис. 2 – Обобщенная схема зависимости показателей прочности σ_b и пластичности ϵ стали от температуры

Одним из возможных методов уменьшения трещиностойкости перитектических сталей является управление температурным интервалом $\delta - \gamma$ преобразования, максимум ширины которого приходится на содержание углерода 0,10%. Это воздействие осуществимо посредством корректировки химического состава стали. Однако такое воздействие строго ограничено марочными диапазонами содержания химических элементов. Несмотря на это, в ряде работ представлены результаты успешного проведения экспериментов по корректировке состава сталей [4, 11, 12].

Влияние серы связано с образованием легкоплавких сульфидов, которые распределяются по границам зерен, и могут находиться в жидком состоянии при температурах ниже температуры солидус стали (рисунок 3). Жидкая сульфидная пленка ослабляет межзеренные связи структуры металла, создавая условия для более легкого разделения соседних зерен по их границам под действием растягивающих усилий. Это является причиной образования трещин по второму механизму.

Легкоплавкая составляющая может находиться в жидком виде при относительно низких температурах (температура плавления FeS составляет 1195 °С, а окисульфидный расплав об-

разуется эвтектика с температурой затвердевания $\sim 985^\circ\text{C}$), тем самым существенно расширяя диапазон верхнего, высокотемпературного интервала хрупкости. В связи с этим, серу стараются связать в соединения с температурой плавления выше, чем температура ликвидус стали. Так, например, марганец образует сульфид MnS с температурой плавления 1615°C , кальций – CaS с температурой плавления 2525°C . Содержание десульфуратора в стали должно обеспечивать максимальную полноту связывания содержащейся в стали серы для минимизации объема жидкой эвтектики, выделяющейся по границам зерен затвердевшей стали. Рекомендуемые соотношения Mn/S и Ca/S для перитектических сталей имеют значения более 150 и 0,25 соответственно [4].

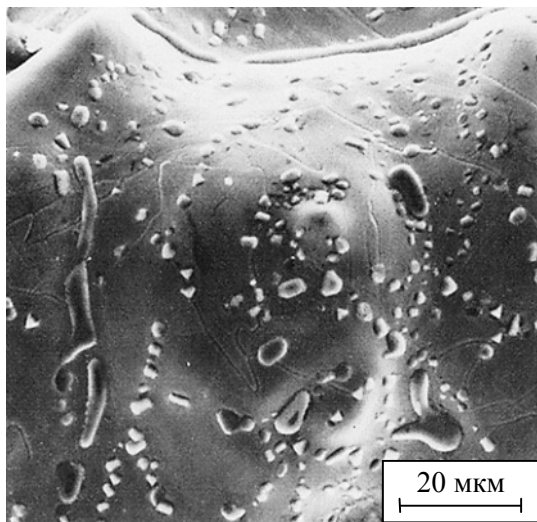


Рис. 3 – Поверхности трещины, сформированной в области температур солидус; включения на поверхности – сульфиды [6]

Тем не менее, концентрация серы на границе зерен может в несколько раз превышать ее концентрацию в жидкой стали [6], что может быть причиной локального необеспечения рекомендованных соотношений. Это происходит в результате ликвации под воздействием последовательного уменьшения предела растворимости серы больше на всем этапе охлаждения стали. Так, растворимость серы в δ железе (0,18%) в три раза выше, чем в γ железе (0,05%) [13], что создает условия для дополнительного выделения серы по границам уже сформированных зерен, претерпевающих полиморфное превращение. В результате доля легкоплавких сульфидов и оксисульфидов железа в межзеренной составляющей может увеличиваться.

Очевидно, что чем больше температура протекания полиморфного превращения, тем больше вероятность присутствия жидкой прослойки, обволакивающей зерна металла. В этом отношении наиболее неблагоприятно выглядят стали перитектического класса, в которых полиморфное превращение происходит в области температур солидус, причем, чем выше температура завершения $\delta - \gamma$ преобразования, тем больше вероятность формирования и объем жидкой прослойки. В соответствии с диаграммой на рисунке 1 наиболее неблагоприятным является состав стали с содержанием углерода 0,18%, что хорошо согласуется с положением максимума и минимумов на графиках трещиностойкости.

Данные, представленные в литературе [10, 14, 15], часто демонстрируют существенное различие уровней трещиностойкости для сталей одинакового химического состава при различной интенсивности деформации. Эффект повышения предела прочности стали при увеличении скорости деформации в процессе испытания образцов на растяжение хорошо известен металлургам. Увеличение скорости деформации снижает ползучесть по границам зерен и инициирует процесс динамической рекристаллизации. Кроме того уменьшается соотношение скорости коалесценции микропустот, образовавшихся под воздействием растягивающих напряжений, и собственно скорости деформации. Эта тенденция просматривается до температур, близких к температуре солидус, однако, с увеличением температуры степень влияния скорости деформации заметно уменьшается, поэтому существенное различие уровней трещиностойкости для сталей с подобным химическим составом не может быть объяснено только влиянием скорости деформации [10].

В более поздних работах [16-18] показана большая структурочувствительность механических свойств стали в области высоких температур. Изменение микроструктуры стали оказывает существенное влияние как на общий уровень, так и на баланс ее прочностных и пластических характеристик. Уменьшение размеров зерен в равноосной структуре металла повышает его пластические свойства, обеспечивая благоприятные условия для развития деформации по механизму проскальзывания по границам зерен без изменения их формы. Увеличение дисперсности дендритной структуры приводит к росту прочностных и уменьшению пластических характеристик, что связано с ограничением подвижности зерен и увеличению поверхности контакта по их границам. Кроме того, и в первом и во втором случае увеличение дисперсности со-

проводжється збільшенням площі межзеренних границь, по якій розподіляється легкоплавка складова. Тем самим створюються умови для зменшення товщини її шару, збільшення площі стыків між зернами і, відповідно, посилення межзеренних зв'язів. Так критерієм міцності структури сталі в твердожидкому стані і при умові наявності жидкої легкоплавкої складової може бути кількість і загальна площа стыків між зернами, а також можлива текстура – переважаюча кристаллографічна напрямленість ростучих зерен [16]. Крім того, збільшення кількості і площі границь зерен сприяє процесам їх міграції і динамічній рекристалізації, завдяки чому може відбуватися ізоляція мікротрещин, релаксація напружень і розсіювання дефектів кристалічної решітки. Керування мікроструктурою сталі є ще одним важелем впливу на процеси формування і розвитку поверхневих трещин.

Добре відомо, що в процесі неперервної розливки перитектичних сталей формуються великі зерна аустеніта, з наявністю яких зв'язують формування поверхневих трещин. Розмір зерен литої структури залежить від наступних ключових факторів: кількості і швидкості росту зародків твердої фази і швидкості коалесценції зерен в твердій фазі. К управлінню впливом відносяться: величина теплового потоку від фронту кристалізації, склад жидкої сталі і характер охолодження твердого сплаву.

Максимальні значення теплового потоку спостерігаються в кристалізаторі МНЛЗ в районі мениска жидкої сталі. Це забезпечує формування рівноосної мелкодисперсної коркової зони слитка. Далі по мірі росту корочки збільшується її теплове опір, що призводить до зменшенню теплоотводи від фронту кристалізації і укрупненню мікроструктури металу. Однак в реальних умовах розливки досягнення монотонно зменшуючого теплового потоку і рівномірного росту корки сталі по висоті кристалізатора є непростим завданням. Причиною цьому є ряд технологічних особливостей. Однією з них є проблема зазору між формуючою корочкою сталі і робочою поверхнею кристалізатора. В результаті термічної усадки твердої оболонки слитка може відбуватися збільшення цього зазору внаслідок утворення газового зазору, наявність якого різко погіршує умови теплообміну. Розливка перитектичних марок сталі в відношенні останнього фактора має характерну особливість. Формування структури більш щільно упакованого і міцного аустеніта в області температури солидус збільшує термічне стиснення оболонки слитка і сприяє ранньому і сильному збільшенню зазору в кристалізаторі МНЛЗ. В свою чергу це призводить до погіршенню теплообміну і уповільненню росту твердої фази. При подальшому просуванні слитка в кристалізаторі зазор між поверхнями теплообміну зменшується за рахунок конусності його робочих стінок і умови теплообміну покращуються. Наявність такого коливання теплового потоку від корочки, безсумнісно, вносить внесок в формування грубої крупнозернистої структури в районах кутів слитків. Мінімізація даного негативного впливу забезпечується рівномірним контактом між поверхнями теплообміну на протязі всієї висоти кристалізатора. Досягається це за допомогою застосування вузьких стінок кристалізатора з змінною конусністю [19], або ретельним вибором складових шлакоутворюючих сумішей [20].

Ще однією причиною формування великих зерен в корковій зоні неперервнолитих заготовок є процес «залечивання» мікротрещин. При витягуванні слитка з кристалізатора на формуючу тверду корочку впливають сили тертя змінного напрямку, періодично створюючи в ній напруження розтягнення. Ці напруження можуть бути причиною утворення внутрішніх мікротрещин в області високотемпературного інтервалу крихлості. Найбільш ймовірно ці трещини отримують розвиток в напрямку зменшення міцності твердої корки – фронту кристалізації. При виході трещини в область з жидким металом вона може бути заповнена їм. Так відбувається процес «залечивання». Однак, за даними мікроисследований, метал, заповнивши таку трещину, має ферритну будову з наявністю ланцюжки сульфідних включень [5]. Дані ділянки характеризуються зниженою міцністю, що збільшує ймовірність повторного утворення трещин під впливом розтягуючих механічних або термічних напружень. Формування ослаблених ділянок структури металу також може відбуватися і в області мениска жидкої сталі. Тонкий кінчик затвердіваючої корочки сталі в районі мениска може вигинатися всередину слитка. При цьому частина його розплавляється, а частина залишається замороженою в продовжуючий ріст корки слитка.

Участки металла с такой структурой называют «крюками». Отмечается различная интенсивность их изгиба. Чем больше изгиб крюка, тем вероятнее образование ослабленной структуры в его области [21]. Кроме того, при сильном изгибе корки может происходить затягивание жидкой ШОС в кристаллизующийся объем стали, что фактически нарушает сплошность структуры и в дальнейшем приводит к формированию дефектов в заготовках и в готовом прокате [21]. Таким образом, технологические аспекты затвердевания стали в кристаллизаторе МНЛЗ оказывают ключевое воздействие на первичную структуру поверхностных слоев заготовок.

Химический состав стали существенно влияет на способность к коалесценции зерен аустенита и формирование грубой, крупнозернистой структуры. В отношении содержания углерода важно отметить, что наличие в перитектических сталях δ -феррита или жидкой фазы тормозит рост зерен аустенита в процессе перитектического превращения в $\delta + \gamma$ или $L + \gamma$ двухфазных областях. Благодаря этому быстрый рост зерен γ -фазы в высокотемпературной области отмечается сразу после окончания превращения в однофазную γ -область при температуре T_γ (рисунок 1) [17].

На диаграмме железо-углерод, максимум значений T_γ приходится на содержание углерода 0,18%. В этом случае отмечается наибольший температурный интервал существования однофазной области аустенита, расширенный в область температур солидус. При этом рост зерен аустенита начинается при более высоких температурах. Учитывая то, что подвижность их границ находится в прямой зависимости от температуры, средняя скорость роста зерен будет максимальной. Кроме этого, при равноценных условиях охлаждения, увеличивается общее время роста зерен – время пребывания металла в высокотемпературной области. Следовательно, для уменьшения вероятности образования крупных зерен аустенита необходимо минимизировать температуру начала роста зерен аустенита – T_γ . Уменьшение и увеличение содержания углерода относительно перитектической точки приводит к резкому уменьшению температуры T_γ , однако возможность для такой оптимизации ограничивается пределами марочного диапазона.

Вторая температурная область пониженных пластических свойств металла располагается в широком интервале температур 600–1100°C. Трещины образованные в «низкотемпературной» области часто называют «холодными» (рисунок 2). Формируются и развиваются они в зоне вторичного охлаждения МНЛЗ (ЗВО). В отличие от «горячих», поверхность таких трещин, как правило, частично окислена, а металл возле трещины слабо обезуглерожен. Внутренний конец трещины либо не окислен, либо имеет следы слабого окисления [14]. Наиболее вероятным и часто обсуждаемым участком образования «холодных» трещин в ЗВО является участок разгиба непрерывнолитых заготовок. В этой зоне помимо термических напряжений на поверхностные слои металла заготовки со стороны малого радиуса ручья действуют механические растягивающие напряжения, вызванные процессом выпрямления. Несмотря на небольшую степень деформации, порядка 2–3%, вероятность образования трещин на поверхности слитка значительно возрастает, если процесс разгиба протекает в низкотемпературной области хрупкости. В связи с этим, режимы охлаждения в ЗВО рассчитываются с тем, чтобы в зоне разгиба температура поверхности заготовок была вне значений нежелательного интервала хрупкости.

Совокупность рассмотренных в статье механизмов представляет собой модель формирования трещин в области высокотемпературного интервала хрупкости применительно к условиям разлива перитектических сталей на установках МНЛЗ. При этом, несмотря на то, что был затронут большой объем воздействующих факторов, по многим из них требуется проведение более детального анализа с целью выявления их взаимосвязей и количественного воздействия на вероятность трещинообразования.

Выводы

1. Совместный анализ диаграммы железо-углерод и графика трещиностойкости позволил выделить в качестве ключевого фактора, определяющего повышенную трещиностойкость перитектических сталей, температуру завершения $\delta - \gamma$ превращения. Чем ближе данная температура к температуре солидус, тем выше вероятность образования горячих трещин.

2. Особенности затвердевания слитков из перитектических марок сталей в кристаллизаторе МНЛЗ могут приводить к образованию различного рода ослабленных участков структуры («залеченные» горячие микротрещины, «крюки», металл в области грубых меток качания) которые в свою очередь выступают в качестве зародышей поперечных трещин. Располагаются

эти зародыши на небольшой глубине от поверхности. В дальнейшем, в ЗВО МНЛЗ достаточно невысоких напряжений для образования подповерхностных микротрещин и их раскрытия. Это позволяет говорить о большой роли технологических условий затвердевания стали в кристаллизаторе МНЛЗ в вопросе формирования как «горячих» так и «холодных» трещин.

3. Анализ различных механизмов образования поперечных поверхностных трещин позволил предложить ряд рекомендаций по уменьшению вероятности их образования:

- оптимизировать химический состав стали с целью получения минимально возможных температур завершения $\delta - \gamma$ превращения и интервала существования однофазной области аустенита;

- минимизировать содержание вредных примесей (сера, фосфор, азот, цветные металлы) в жидкой стали и легирующих элементов, наличие которых отрицательно сказывается на механических свойствах стали при высоких температурах;

- обеспечить стабильный теплоотвод от корочки слитка, не допускающий формирования грубой крупнозернистой структуры, при этом важно минимизировать величины вторичных разогревов в верхних секциях ЗВО;

- обеспечить условия для формирования крупных неметаллических включений и равномерного их распределения в матрице металла;

- не допускать деформацию непрерывнолитой заготовки в области температур с пониженными пластическими свойствами.

Список использованных источников:

1. Вдовин К.Н. Тепловая работа узких медных стенок кристаллизатора МНЛЗ со вставками / К.Н. Вдовин // Труды XIII конгресса сталеплавыльщиков. – Москва-Полевской, 2014. – С. 321-325.
2. Белый В.А. Перспективы совершенствования формы сечения непрерывнолитой заготовки / А.В. Белый // Сталь. – 2008. – № 9. – С. 24-27.
3. Цупрун А.Ю. Уменьшение пораженности поверхности слабов ребровыми трещинами за счет разработки рациональных режимов вторичного охлаждения / А.Ю. Цупрун // Металлург. – 2013. – № 9. – С. 65-70.
4. Носоченко О.В. Качество непрерывнолитых слабов перитектического состава / О.В. Носоченко // Сталь. – 2012. – № 3. – С. 12-15.
5. Василевский П.Ф. Технология стального литья / П.Ф. Василевский. – Москва : Машиностроение, 1974. – 406 с.
6. Brimacombe J.K. Crack formation in the continuous casting of steel / J.K. Brimacombe, K. Sorimachi // МТВ. – 1977. – Vol. 8, № 2. – P.p. 489-505.
7. Исаев О.Б. Разработка комплекса технологических мероприятий для улучшения качества поверхности непрерывнолитых слабов высокопрочных перитектических марок стали / О.Б. Исаев // 50 лет непрерывной разливке стали в Украине. – Донецк : Ноулидж, 2010. – С. 147-164.
8. Xia G. Why are some peritectic steels susceptible to surface cracking formation for the continuously cast slab / G. Xia // 6th European Continuous Casting Conference. – Riccione, Italy, 2008. – P. Paper-22.
9. Presoly P. Identification of Defect Prone Peritectic Steel Grades by Analyzing High-Temperature Phase Transformations / P. Presoly, R. Pierer, C. Bernhard // Metallurgical and Materials Transactions. – 2013. – № 44(12). – P.p. 5377-5388.
10. Флендер Р. Образование внутренних трещин в непрерывнолитых заготовках / Р. Флендер, К. Вюнненберг // Черные металлы. – 1983. – № 23. – С. 24-32.
11. Стивен Г.Д. Влияние характеристик выплавки и разливки на горячую пластичность балочной, сортовой и слабовой заготовки из ниобийсодержащих сталей / Г.Д. Стивен // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2011. – № 9. – С. 13-20.
12. Чичкарев Е.А. Повышение качества непрерывнолитых заготовок из перитектических марок стали за счет совершенствования технологии разливки / Е.А. Чичкарев // Инновационные технологии внепечной металлургии чугуна и стали. – Донецк : ДонНТУ, – 2011. – С. 241-248.
13. Лапотышкин Н.М. Трещины в стальных слитках / Н.М. Лапотышкин, А.В. Лейтес. – Москва : Металлургия, 1969. – 112 с.

14. Crowther D.N. The Effects of Microalloying Elements on Cracking During Continuous Casting / D.N. Crowther // Proceedings of the international symposium 2001 on Vanadium application technology. – Beijing, China, 2001. – P.p. 99-131.
15. Influence of Strain Rate on Hot Ductility of a V-Microalloyed Steel Slab / S. Großeiber [et al.] // Steel research international. – 2012. – Vol. 83. – Issue 5. – P.p. 445-455.
16. Огородникова О.М. Прогнозирование кристаллизационных трещин в стальных отливках / О.М. Огородникова, С.В. Мартыненко, В.М. Грузман // Литейное производство. – 2008. – № 10. – С. 29-34.
17. Chen L. Effects of Second Phase Particle Dispersion on Kinetics of Isothermal Peritectic Transformation in Fe-C Alloy / L. Chen // ISIJ International. – 2012. – Vol. 52. – № 3. – P.p. 434-440.
18. Kato T. Improvement of hot shortness and prevention of transverse improvement of hot shortness and prevention of transverse cracking by slab surface microstructure control / T. Kato // 4th European Continuous Casting Conference. – Birmingham, United Kingdom, – 2002. – P.p. 849-857.
19. Бердников С.Н. Совершенствование конструкции узких стенок кристаллизаторов слабовых МНЛЗ / С.Н. Бердников // Сталь. – 2012. – № 2. – С. 92-95.
20. Экхардт Д. Выбор шлакообразующих смесей для непрерывной разливки углеродистой стали / Д. Экхардт, Д. Бехманн // Сталь. – 2008. – № 11. – С. 19-22.
21. Sengupta J. A new mechanism of hook formation during continuous casting of ultra-low-carbon steel slabs / J. Sengupta // Metall and Mat Trans A. – 2006. – Vol. 37. – № 5. – P.p. 1597-1611.

Bibliography:

1. Vdovin K.N. The thermal operation of narrow copper walls of the mold caster with inserts / K.N. Vdovin // Proceedings of the XIII Congress of Steelmakers. – Moscow-Polevskoy, 2014. – P.p. 321-325. (Rus.)
2. Belyy V.A. Prospects for improving the cross-sectional shape continuous casting / V.A. Belyy // Steel. – 2008. – № 9. – P.p. 24-27. (Rus.)
3. Suprun A.Yu. Reducing contamination of the surface of the slab rib fractures due to the development of rational modes of secondary cooling / A.Yu. Suprun // Metallurg. – 2013. – № 9. – P.p. 65-70. (Rus.)
4. Nosochenko O.V. The quality of continuously cast slabs of peritectic composition / O.V. Nosochenko // Steel. – 2012. – № 3. – P.p. 12-15. (Rus.)
5. Vasilevskiy P.F. The technology of steel castings / P.F. Vasilevskiy. – Moscow : Mashinostroenie, 1974. – 406 p. (Rus.)
6. Brimacombe J.K. Crack formation in the continuous casting of steel / J.K. Brimacombe, K. Sorimachi // MTB. – 1977. – Vol. 8, № 2. – P.p. 489-505.
7. Isaev O.B. Develop a set of technological measures to improve the quality-tion surface of the continuously cast slabs of high peritectic steels / O.B. Isaev // 50 years of continuous casting of steel in Ukraine. – Donetsk : Noulidzh/ – 2010. – P.p. 147-164.
8. Xia G. Why are some peritectic steels susceptible to surface cracking formation for the continuously cast slab / G. Xia // 6th European Continuous Casting Conference. – Riccione, Italy, 2008. – P. Paper-22.
9. Presoly P. Identification of Defect Prone Peritectic Steel Grades by Analyzing High-Temperature Phase Transformations / P. Presoly, R. Pierer, C. Bernhard // Metallurgical and Materials Transactions. – 2013. – № 44(12). – P.p. 5377-5388.
10. Flender R. Education Wünnenberg internal cracks in continuous casting / R. Flender, K. Vyunnenberg // Ferrous metals. – 1983. – № 23. – P.p. 24-32. (Rus.)
11. Stiven G.D. Effect of the characteristics of melting and casting the hot ductility Baloch-term, of slab and profiled steel billet niobium / G.D. Steven // Proceedings of the universities. Ferrous metallurgy. – 2011. – № 9. – P.p. 13-20. (Rus.)
12. Chichkarev E.A. Improving the quality of cast billets from peretekticheskikh steels by improving the technology of casting / E.A. Chichkarev // Innovative technologies ladle metallurgy of iron and steel. – Donetsk : DonNTU. – 2011. – P.p. 241-248. (Rus.)
13. Lapotyshkin N.M. The cracks in steel ingots / N.M. Lapotyshkin, A.V. Leites. – Moscow : Metallurgiya. 1969. – 112 p. (Rus.)
14. Crowther D.N. The Effects of Microalloying Elements on Cracking During Continuous Casting /

- D.N. Crowther // Proceedings of the international symposium 2001 on Vanadium application technology. Beijing, China, – 2001. – P.p. 99-131.
15. Influence of Strain Rate on Hot Ductility of a V-Microalloyed Steel Slab / S. Großeiber [et al.] // Steel research international. – 2012. – Vol. 83. – Issue 5. – P.p. 445-455.
16. Ogorodnikova O.M. Prediction crystallization-tion of cracks in steel castings / O.M. Ogorodnikova, S.V. Martynenko, V.M. Grusman // Foundry. – 2008. – № 10. – P.p. 29-34. (Rus.)
17. Chen L. Effects of Second Phase Particle Dispersion on Kinetics of Isothermal Peritectic Transformation in Fe-C Alloy / L. Chen // ISIJ International. – 2012. – Vol. 52. – № 3. – P.p. 434-440.
18. Kato T. Improvement of hot shortness and prevention of transverse improvement of hot shortness and prevention of transverse cracking by slab surface microstructure control / T. Kato // 4th European Continuous Casting Conference. – Birmingham, United Kingdom, – 2002. – P.p. 849-857.
19. Berdnikov S.N. Improving the design of the narrow walls of the mold slab caster / S.N. Berdnikov // Steel. – 2012. – № 2. – P.p. 92-95. (Rus.)
20. Eckhardt D. Selection of slag-forming mixtures for the continuous casting of carbon steel / D. Eckhardt, D. Behmann // Steel. – 2008. – № 11. – P.p. 19-22. (Rus.)
21. Sengupta J. A new mechanism of hook formation during continuous casting of ultra-low-carbon steel slabs / J. Sengupta // Metall and Mat Trans A. – 2006. – Vol. 37. – № 5. – P.p. 1597-1611.

Рецензент: В.Г. Ефременко
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 10.04.2015

УДК 669.187.2

© Скребцов А.М.¹, Хлестов В.М.², Качиков А.С.³, Проценко Д.Н.⁴

АНОМАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ СТАЛИ В НАСЛЕДСТВЕННОЙ СТРУКТУРЕ ТВЕРДОГО МЕТАЛЛА ПРИ ПЛАВКЕ ЕГО В ЭЛЕКТРОПЕЧИ

Обнаружено, что при плавке стали в электропечи действие компонентов расплава на наследственную структуру затвердевшего металла зависит от атмосферы печи (окислительной или восстановительной). Элементы, расширяющие области существования γ -фазы железа в окислительный период плавки, уменьшают количество феррита в структуре затвердевшей стали. Те же элементы в восстановительный период плавки действуют в том же направлении, но значительно слабее.

Ключевые слова: элемент, сталь, γ -фазы, α -фазы, феррит, перлит.

Скребцов О.М., Хлестов В.М., Качиков О.С., Проценко Д.Н. Аномальна поведінка легуючих елементів сталі в спадковій структурі твердого металу при плаві його в електропечі. Виявлено, що при плаві сталі в електропечі дія компонентів розплаву на спадкову структуру затверділого металу залежить від атмосфери печі (окисної або відновлювальний). Елементи, що розширюють області існування γ -фази заліза в окислювальний період плавки, зменшують кількість фериту в структурі затверділої сталі. Ті ж елементи у відбудовний період плавки діють в тому ж напрямку, але значно слабше.

Ключові слова: елемент, сталь, γ -фази, α -фази, ферит, перліт.

¹ д-р техн. наук, професор, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Маріуполь

² канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Маріуполь

³ аспірант, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Маріуполь,
aleksej.sergeevich@mail.ru

⁴ аспірант, ГВУЗ «Приазовський державний технічний університет», г. Маріуполь